

УДК 621.77

**И. С. Зуйко\***

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
г. Белгород

\**zuiiko\_ivan@bsu.edu.ru*

Научный руководитель – д-р физ.-мат. наук *Р. О. Кайбышев*

## ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Cu–Mn–Mg

Рассмотрено влияние термической и термомеханических обработок, включающих обработку на твердый раствор, закалку, 7%-правку растяжением (Т87) либо холодную прокатку со степенью обжатия 10 % (Т810) и последующее искусственное старение при  $T = 190\text{ }^{\circ}\text{C}$  на микроструктуру и механические свойства высокопрочного алюминиевого сплава 2519 (Al-5,64Cu-0,33Mn-0,23Mg-0,11Ti-0,08Fe-0,08Zn-0,1V-0,2Zr (вес. %)). По сравнению со стандартной термической обработкой (Т6), применение обработок типа Т8 в значительной мере изменяет стадийность распада твердого раствора, повышает прочностные характеристики материала ( $\sigma_{0,2}$  на 35 %, а  $\sigma_B$  на 11 %), при этом пластичность остается на приемлемом уровне ( $\delta > 10\text{ }%$ ).

*Ключевые слова:* алюминиевый сплав, термомеханическая обработка, старение, микроструктура, механические свойства.

***I. S. Zuyko***

## EFFECT OF COLD PLASTIC DEFORMATION ON THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF ALUMINUM ALLOY Al–Cu–Mn–Mg

The effect of the thermomechanical treatments on the microstructure, phase composition, and mechanical properties of heat-treatable AA2519 aluminum alloy (Al-5.64Cu-0.33Mn-0.23Mg-0.11Ti-0.08Fe-0.08Zn-0.1V-0.2Zr) has been considered. The heat treatment included solution heat treatment, quenching, cold plastic deformation in tension with strain of  $\sim 7\text{ }%$  (T87) or rolling with reduction  $\sim 10\text{ }%$  (T810) and final artificial ageing at  $T = 190\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Processing of T8 type are lead to significant acceleration of solid solution decomposition, qualitatively changes in phase composition and increasing in mechanical properties level.

*Keywords:* aluminium alloy, thermomechanical treatment, ageing, microstructure, phase composition, mechanical properties.

Термоупрочняемые алюминиевые сплавы системы Al–Cu с добавками легирующих элементов (V, Mg, Mn, Zr, Ti и т. д) применяются в качестве конструкционных материалов в многих отраслях промышленности благодаря выдающимся эксплуатационным показателям [1; 2].

К последнему поколению сплавов 2XXX-серии (Al–Cu), в которых основными упрочнителями выступают частицы  $\theta''$ - и  $\theta'$ -фаз, относится сплав AA2519, содержащий Cu до 5,3–6,4 масс. % и дополнительно легированный небольшим количеством Mg (0,05–0,4% масс.) с соотношением  $\text{Cu/Mg} \geq 15$  (в % масс.) [2]. Считается, что такая модификация химического состава, а так же применение термомеханической обработкой позволила повысить дисперсность пластин  $\theta'$ -фазы. Это обеспечивает повышение прочностных свойств, а уменьшение содержания Cu, по сравнению со сплавами предыдущих поколений (к примеру 2219 – Al<sub>6,3</sub>Cu-0,3Mn-0,06Ti-0,1V-0,18Zr), устраняет образование частиц  $\theta$ -фазы эвтектического происхождения, что кратно повышает ударную вязкость материала. Благодаря сочетанию высокой удельной прочности, пластичности и удовлетворительной вязкости разрушения сплав 2519 используется в качестве конструкционного материала в ракетостроении, а также для легкобронированной военной техники (например, для создания корпусов американской экспедиционной боевой машины AAAV и южнокорейской современной боевой машины пехоты K21) [2–4].

Известно, что после искусственного старения на максимальную прочность в Al–Cu–Mg сплавах с величиной соотношения  $\text{Cu/Mg} (\geq 15)$  происходит выделение тонких пластин с плоскостью габитуса  $\{111\}_\alpha$ . В Al–Cu–Mg–Ag сплавах данные выделения были обозначены как  $\Omega$ -фаза, стехиометрический состав которой соответствует термодинамически равновесной  $\theta$ -фазе (Al<sub>2</sub>Cu). Для  $\Omega$ -фазы предложены различные типы кристаллических структур – моноклинная ( $P112/m$ ), орторомбическая (Fmmm) и тетрагональная (I4/mcm) [3–5], имеющие соответствующие ориентационные соотношения с матрицей. Детальный анализ картин дифракции электронов в ПЭМ на практике и при теоретических расчетах показал подобие кристаллических структур  $\Omega$ -фазы, выделяющейся как в Al–Cu–Mg–Ag сплавах, так и Al–Cu–Mg сплавах [3]. В Al–Cu–Mg–Ag сплавах гексагональные пластинчатые частицы  $\Omega$ -фазы имеют когерентные границы вдоль плоскостей габитуса  $(001)_{\Omega(I4/mcm)}/(111)_\alpha$ , и, в зависимости от толщины пластины, когерентные либо полукogerентные межфазные границы по торцам пластин. Когерентность плоских межфазных границ  $(001)_{\Omega(I4/mcm)}/(111)_\alpha$  обеспечивается упорядоченными сегрегациями атомов магния и серебра на второй и первой кристаллографических плоскостях, примыкающих к решетке алюминия, соответственно. Гетерогенное зарождение частиц  $\Omega$ -фазы происходит на

кластерах Mg–Ag, формирующихся на начальных этапах старения. Однако, причины появления пластин, а также механизмы образования  $\Omega$ -фазы в Al–Cu–Mg сплавах без серебра при старении до сих пор остаются неясными.

Сплав 2519 был получен методом литья в водоохлаждаемую медную изложницу с высокой скоростью кристаллизации [1]. Слиток, размерами 55×120×155 мм, гомогенизировали при температуре 510 °С в течение 24 часов и последующим охлаждением с печью. Гомогенизированную заготовку осадили при ~ 400 °С вдоль наименьшей стороны до истинной степени деформации  $\varepsilon \sim 0,3$ , а затем подвергли горячей ( $T = 425$  °С) прокатке до истинной степени деформации  $\varepsilon \sim 1,3$ . Из центральной части полученного листа были вырезаны: пластина толщиной 3,33 мм и плоские образцы на растяжение с размером рабочей области 3×7×35 мм.

Пластину и образцы обработали на твердый раствор (выдержали при 535 °С в течение 1 часа), а затем закалили в воду. Затем пластину прокатали на 10 % (обработка T810), а плоские образцы растянули на 0 и 7 % (обработки T6 и T87, соответственно) и состарили при  $T = 190$  °С. Условия прокатки и предрастяжения, а также испытания на одноосное растяжение и измерение микротвердости были представлены в предыдущих работах [3; 4].

Структурные исследования сплава проводили на электронном микроскопе (ПЭМ) JEOL JEM-2100. Фольги для ПЭМ изготавливали с помощью устройства *Struers TenuPol-5*. Электрополировку проводили при температуре минус 30 °С и напряжении 19,5 В, в электролите: 25 % HNO<sub>3</sub> и 75 % CH<sub>3</sub>OH.

*Механические свойства.* Зависимость микротвердости от времени старения («кривые старения») при 190 °С для всех состояний сплава AA2519 представлена на рис. 1. С увеличением степени пластической деформации наблюдается характерная тенденция увеличения максимальной величины твердости образцов, которая достигается при меньших временах выдержки, что может быть обусловлено ускорением процесса распада пересыщенного твердого раствора после пластической деформации.

*Микроструктура.* Известно [3; 4], после горячей деформации, обработки на твердый раствор и закалки в воду структура сплава характеризуется разнотернистостью. В данном состоянии сплава наблюдаются как крупные зерна, имеющие неправильную форму и размер 100–150 мкм, так и зерна меньшего размера – менее 80 мкм. Следует отметить, что в теле некоторых крупных зерен наблюдается развитая субзеренная структура. После промежуточной деформации (как 7, так и 10 %) при комнатной температуре каких-либо значимых изменений (формирование полосовой структуры холодной деформации) не происходит [3; 4].

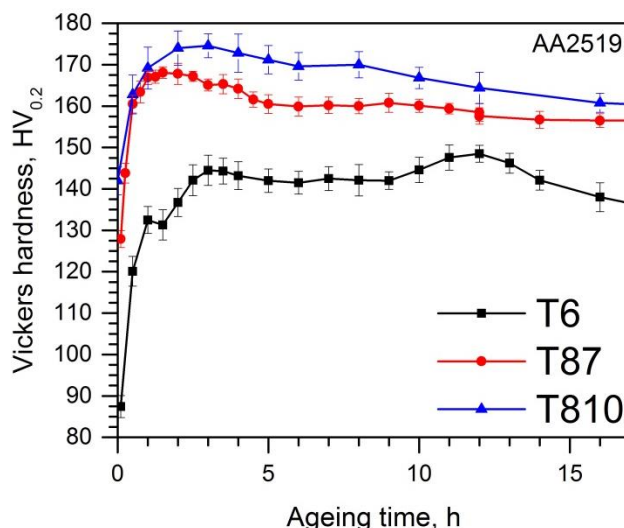


Рис. 1. Влияние времени старения на эволюцию микротвердости сплава AA2519 при различных режимах обработки

*Морфология и фазовый состав дисперсных частиц.* Типичная микроструктура AA2519 после обработок T6, T87, T810 и 0,5 часа старения представлена на рис. 2. По анализу снимков ПЭМ и картин дифракции в оси зоны  $[011]_{\alpha}$  установлено, что после обработки на твердый раствор и 0,5 часов старения наблюдается выделение мелкодисперсных пластин вдоль плоскостей  $\{001\}_{\alpha}$  и  $\{111\}_{\alpha}$ , которые, согласно современным представлениям о последовательности выделения фаз, их кристаллографической структуре и морфологии, были идентифицированы как GP/ $\theta''$ - и  $\Omega$ -фазы, соответственно.

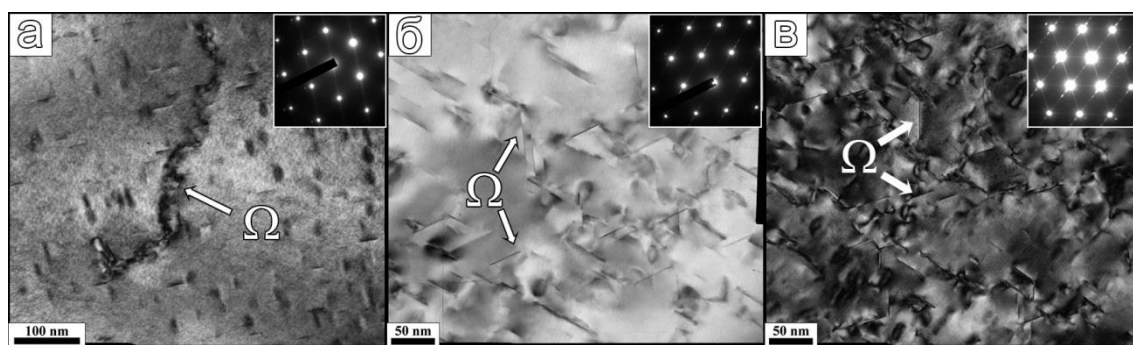


Рис. 2. Микроструктура сплава AA2519 после обработок T6 (а), T87(б) и T810 (в), включающих старение при 190 °С в течение 0,5 часа. Ось зоны  $[011]_{\alpha}$

В свою очередь в состояниях T87 и T810 большинство пластин являются  $\theta''/\theta'$ . Однако в состояниях T8 после старения на максимальную прочность средняя толщины пластин  $\theta''/\theta'$ -фаз почти в два превышает раза их толщину в состоянии T6. Следует обратить внимание на количество  $\Omega$ -пластин – их заметно больше. На основании полученных результатов распределения толщин пластин  $\theta''/\theta'$ -фаз и их морфологических

особенностей можно предположить, что промежуточная деформация облегчает выделение частиц  $\theta'$ -фазы, удельный объем которых становится существенно большим, чем удельный объем частиц  $\theta''$ -фазы.

Качественный и количественный анализ параметров частиц, выполненный на участках фольги, имеющих аналогичный масштаб и близкие значения толщин фольги, свидетельствует о том, что в состояниях Т8 с увеличением степени деформации наблюдаются уменьшение длины и увеличение толщины пластин  $\Omega$ -фазы. Сравнение обработок Т6 и Т8 показывает, что промежуточная прокатка увеличивает удельный объем частиц  $\Omega$ -фаз в 5–8 раз в зависимости от режимов последующего старения. Доля частиц  $\Omega$ -фазы может достигать почти 50 % от общего количества частиц упрочняющих фаз.

В сплаве AA2519 после обработки, включающей обработку на твердый раствор, закалку и искусственное старение (Т6), наблюдается равномерное распределение дисперсных пластин  $\theta''$ -фазы с малым количеством  $\theta'$ .

Обработки типа Т8, включающие промежуточную пластическую деформацию, являются эффективным способом влияния на микроструктуру, фазовый состав, морфологию частиц и, как следствие, на механические свойства сплава 2519. Пластическая деформация при обработках типа Т8 в процессе старения приводит к повышению плотности дислокаций, инициирует равномерное выделение  $\theta'$ - и  $\Omega$ -фаз.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Колачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М. : МИСиС, 2005. С. 432.
2. Polmear I. J., Light Alloys. From traditional alloys to nanocrystals, third ed., Butterworth-Heinemann. Elsevier, UK, 2006. 421 p.
3. Зуйко И. С., Газизов М. Р., Кайбышев Р. О. Влияние термомеханической обработки на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства алюминиевого сплава AA2519 // ФММ. 2016. № 9. С. 938–951.
4. Кайбышев Р. О., Зуйко И. С., Газизов М. Р. Влияние термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства термоупрочняемого сплава системы Al-Cu-Mg-Mn // ТЛС. 2015. № 2. С. 63–75.
5. Wang S. C., Starink M. J. Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al-Cu-Mg-(Li) based alloys // International Materials Reviews. 2005. V. 50. P. 193–215.